



Espacenet

Bibliographic data: JP 2002053933 (A)

COLD-ROLLED STEEL SHEET OR HOT-ROLLED STEEL SHEET HAVING EXCELLENT HARDENABILITY IN COATING/BAKING AND COLD AGING RESISTANCE, AND ITS PRODUCTION METHOD

Publication date: 2002-02-19

Inventor(s): YOSHINAGA NAOKI; TAKAHASHI MANABU; SUGIURA NATSUKO; MIYASAKA AKIHIRO; SUGIYAMA MASAOKI ±

Applicant(s): NIPPON STEEL CORP ±

Classification:

- international: C21D8/02; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/02; C22C38/04; C22C38/12; C22C38/18; C22C38/22; C22C38/24; C22C38/38; C22C38/58; C23C2/02; C23C2/40; (IPC1-7): C21D9/46; C22C38/00; C22C38/38; C22C38/58

- European: C21D8/02D2; C21D9/46; C22C38/00D; C22C38/02; C22C38/04; C22C38/12; C22C38/18; C22C38/22; C22C38/24; C22C38/38; C23C2/02; C23C2/40

Application number: JP20000237510 20000804

Priority number (s): JP20000237510 20000804

Also published as:

- JP 3958921 (B2)
- US 2002197508 (A1)
- US 6706419 (B2)
- WO 0212580 (A1)
- EP 1306456 (A1)
- more

Abstract of JP 2002053933 (A)

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a steel sheet having good hardenability in coating/baking and cold aging resistance.

SOLUTION: This steel sheet has a composition containing, by mass, 0.0001 to 0.20% C, <=2.0% Si, <=3.0% Mn, <=0.15% P and <=0.015% S, containing Al and N so as to satisfy <=0.10% Al, 0.001 to 0.10% N and 0.52 Al/N,; 5 and also containing one or more kinds selected from among Cr, Mo and V respectively so as to satisfy <=2.5% Cr, <=1.0% Mo, <=0.1% V and (Cr+3 5Mo+39V)>=0.1, and the balance Fe with inevitable impurities, in which BH170 evaluated by being heat-treated at 170 deg.C for 20 min after 2% tensile deformation is >=45 MPa, also BH160 evaluated by being heat-treated at 160 deg.C for 10 min after 2% tensile deformation and BH150 evaluated by being heat-treated at 150 deg.C for 10 min after 2% tensile deformation are >=35 MPa in both cases, and further, yield point elongation in a tensile test after being heat-treated at 100 deg.C for 1 hr is <=0.6%.

Last updated: 26.04.2011 Worldwide Database 5.7.22; 92p

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-53933

(P2002-53933A)

(43) 公開日 平成14年2月19日 (2002. 2. 19)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード [*] (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T 4 K 0 3 7 3 0 1 W
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	M K S
審査請求 未請求 請求項の数15 O L (全 12 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号	特願2000-237510(P2000-237510)	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成12年8月4日 (2000. 8. 4)	(72) 発明者	吉永 直樹 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式 会社技術開発本部内
		(72) 発明者	高橋 学 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式 会社技術開発本部内
		(74) 代理人	10007/517 弁理士 石田 敬 (外3名)
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 塗装焼付硬化性と耐常温時効性の良好な鋼板を提供する。

【解決手段】 質量% でC=0.0001~0.20%、Si=2.0%以下、Mn=3.0%以下、P=0.15%以下、S=0.015%以下を含有し、Al=0.10%以下、N=0.001~0.10%及び0.52Al/N<5を満たすようにAlとNを含有し、かつCr、Mo、Vのうち1種または2種以上をそれぞれCr=2.5%以下、Mo=1.0%以下、V=0.1%以下及び(Cr+3.5Mo+39V)≥0.1を満たすように含有し、残部Fe及び不可避免の不純物からなり、2%引張変形後170℃にて20分間の熱処理を施して評価するBH170が45MPa以上で、かつ2%引張変形後160℃にて10分間の熱処理を施して評価するBH160及び2%引張変形後150℃にて10分間の熱処理を施して評価するBH150がいずれも35MPa以上で、さらに100℃にて1時間の熱処理を施した後の引張試験における降伏点伸びが0.6%以下である鋼板。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

$C=0.0001\sim0.20\%$ 、 $Si=2.0\%$ 以下、 $Mn=3.0\%$ 以下、 $P=0.15\%$ 以下、 $S=0.015\%$ 以下を含有し、 $Al=0.10\%$ 以下、 $N=0.001\sim0.10\%$ 、及び、 $0.52Al/N<5$ を満たすように Al と N を含有し、かつ、 Cr 、 Mo 、 V のうち1種または2種以上を、それぞれ、 $Cr=2.5\%$ 以下、 $Mo=1.0\%$ 以下、 $V=0.1\%$ 以下、及び、 $(Cr+3.5Mo+39V)\geq 0.1$ を満たすように含有し、残部 Fe 及び不可避免の不純物からなり、2%引張変形後 $170^{\circ}C$ にて20分間の熱処理を施すことによって評価される $BH170$ が $45MPa$ 以上で、かつ、2%引張変形後 $160^{\circ}C$ にて10分間の熱処理を施すことによって評価される $BH160$ 及び2%引張変形後 $150^{\circ}C$ にて10分間の熱処理を施すことによって評価される $BH150$ がいずれも $35MPa$ 以上で、さらに、 $100^{\circ}C$ にて1時間の熱処理を施した後の引張試験における降伏点伸びが 0.6% 以下であることを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板。

【請求項2】 質量%で、

$C=0.0001\sim0.20\%$ 、 $Si=2.0\%$ 以下、 $Mn=3.0\%$ 以下、 $P=0.15\%$ 以下、 $S=0.015\%$ 以下、 $Al=0.20\%$ 以下、 $N=0.001\sim0.10\%$ 、及び、 $0.52Al/N<10$ を満たすように Al と N を含有し、かつ、 Cr 、 Mo 、 V のうち1種または2種以上を、それぞれ、 $Cr=2.5\%$ 以下、 $Mo=1.0\%$ 以下、 $V=0.1\%$ 以下、及び、 $(Cr+3.5Mo+39V)\geq 0.1$ を満たすように含有し、残部 Fe 及び不可避免の不純物からなり、2%引張変形後 $170^{\circ}C$ にて20分間の熱処理を施すことによって評価される $BH170$ が $45MPa$ 以上で、かつ、2%引張変形後 $160^{\circ}C$ にて10分間の熱処理を施すことによって評価される $BH160$ 及び2%引張変形後 $150^{\circ}C$ にて10分間の熱処理を施すことによって評価される $BH150$ がいずれも $35MPa$ 以上で、さらに、 $100^{\circ}C$ にて1時間の熱処理を施した後の引張試験における降伏点伸びが 0.6% 以下であることを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた熱延鋼板。

【請求項3】 質量%で、固溶 N を $0.0005\sim0.004\%$ 含有することを特徴とする請求項1または2記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

【請求項4】 質量%で、 Ca を $0.0005\sim0.01\%$ 含有することを特徴とする請求項1～3のいずれか1項に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

【請求項5】 質量%で、 B を $0.0001\sim0.00$

1% 含有することを特徴とする請求項1～4のいずれか1項に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

【請求項6】 質量%で、 Nb を $0.001\sim0.03\%$ 含有することを特徴とする請求項1～5のいずれか1項に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

【請求項7】 質量%で、 $Ti=0.0001\sim0.10\%$ 、及び、 $N-0.29Ti>0.0005$ を満たすように Ti を含有することを特徴とする請求項1～6のいずれか1項に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

【請求項8】 質量%で、 Sn 、 Cu 、 Ni 、 Co 、 Zn 、 W 、 Zr 及び Mg の1種又は2種以上を、合計で $0.001\sim1.0\%$ 含有することを特徴とする請求項1～7のいずれか1項に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

【請求項9】 請求項1又は請求項3～8のいずれか1項に記載の冷延鋼板に溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき又は電気亜鉛めっきを施したことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた亜鉛めっき冷延鋼板。

【請求項10】 請求項2又は請求項3～8の何れか1項に記載の熱延鋼板に溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき又は電気亜鉛めっきを施したことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた亜鉛めっき熱延鋼板。

【請求項11】 請求項1又は請求項3～8のいずれか1項に記載の化学成分を有するスラブを、 $(Ar_3$ 点 $-100)^{\circ}C$ 以上の温度で熱間圧延した後、 95% 以下の圧下率で冷間圧延をし、その後、最高到達温度 $600^{\circ}C$ 以上 $1100^{\circ}C$ 以下の温度範囲となるように焼鈍し、次いで、焼鈍温度から $400^{\circ}C$ 以下の温度まで平均冷却速度 $10^{\circ}C/s$ 以上で冷却することを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板の製造方法。

【請求項12】 請求項1又は請求項3～8のいずれか1項に記載の化学成分を有するスラブを、 $(Ar_3$ 点 $-100)^{\circ}C$ 以上の温度で熱間圧延した後、 95% 以下の圧下率で冷間圧延をし、その後、最高到達温度 $600^{\circ}C$ 以上 $1100^{\circ}C$ 以下の温度範囲となるように焼鈍し、次いで、焼鈍温度から $400^{\circ}C$ 以下の温度まで平均冷却速度 $10^{\circ}C/s$ 以上で冷却し、さらに、 $150\sim400^{\circ}C$ の範囲で120秒間以上の過時効処理を行うことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板の製造方法。

【請求項13】 請求項1又は請求項3～8のいずれか1項に記載の化学成分を有するスラブを、 $(Ar_3$ 点 $-100)^{\circ}C$ 以上の温度で熱間圧延した後、 95% 以下の圧下率で冷間圧延をし、その後、連続溶融亜鉛めっきラインにて最高到達温度 $600^{\circ}C$ 以上 $1100^{\circ}C$ 以下の温

度範囲となるように焼鈍し、次いで、焼鈍温度から亜鉛めっき浴温度まで平均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却し溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた溶融亜鉛めっき冷延鋼板の製造方法。

【請求項14】 請求項13記載の溶融亜鉛めっき冷延鋼板の製造方法において、溶融亜鉛めっきを施した後、 $460\sim 650^{\circ}\text{C}$ までの温度範囲で3秒以上の熱処理を行うことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた合金化溶融亜鉛めっき冷延鋼板の製造方法。

【請求項15】 請求項2又は請求項3～8のいずれか1項に記載の化学成分を有するスラブを、 $(\text{Ar}_3 \text{ 点}-100)^{\circ}\text{C}$ 以上の温度で熱間圧延し、熱間圧延終了温度から 600°C 以下の温度までを平均冷却速度 $10^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上で冷却し、次いで、 550°C 以下の温度で巻き取ることを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、塗装焼付硬化性能(BH)、常温遅時効性、成形性を兼ね備えた鋼板及びその製造方法に関するものである。本発明に係わる鋼板とは、自動車、家庭電気製品、建物などに使用されるものである。そして、表面処理をしない狭義の冷延鋼板および熱延鋼板と、防錆のために合金化溶融Znめっき、電気めっきなどの表面処理を施した広義の冷延鋼板および熱延鋼板を含む。

【0002】本発明による鋼板は、塗装焼付硬化性能を有する鋼板であるので、使用に当たっては、今までの鋼板より板厚を減少できる、すなわち、軽量化が可能となる。したがって、地球環境保全に寄与できるものと考えられる。さらに、本発明による鋼板は、衝突エネルギー吸収特性にも優れているので、自動車の安全性の向上にも寄与するものである。

【0003】

【従来の技術】溶鋼の真空脱ガス処理の最近の進歩により、極低炭素鋼の溶製が容易になった現在、良好な加工性を有する極低炭素鋼板の需要は益々増加しつつある。この中でも、例えば、特開昭59-31827号公報等に開示されているTiとNbを複合添加した極低炭素鋼板は、極めて良好な加工性を有し、塗装焼付硬化(BH)性を兼備し、溶融亜鉛めっき特性にも優れているので、重要な位置を占つつある。

【0004】しかしながら、そのBH量は通常のBH鋼板のレベルを超えるものではなく、さらなるBH量を付与しようとする、常温非時効性が確保できなくなるという欠点を有する。高BH性と常温遅時効性とを兼ね備えた鋼板に関する技術については、例えば、特公平3-2224号公報がある。これは、極低炭素鋼に多量のNbとB、さらにはTiを複合添加して、焼鈍後の組織を

フェライト相と低温変態生成相との複合組織とし、高r値、高BH、高延性及び常温非時効性を兼ね備えた冷延鋼板を得るものである。

【0005】しかしながら、この技術には、以下1)及び2)のような実操業上の問題点があることが明らかとなった。

1)多量のNb、BさらにはTiを含有する成分の鋼では、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態点が低下するわけではなく、複合組織を得るためには、極めて高い温度の焼鈍が必須となり、連続焼鈍時に板破断等のトラブルの原因となる。

【0006】2) $\alpha + \gamma$ の温度領域が極めて狭いため、板幅方向に組織が変化し、結果として材質が大きくばらついたり、数 $^{\circ}\text{C}$ の焼鈍温度の変化によって、複合組織になる場合とならない場合があり、製造がきわめて不安定である。また、特開平7-300623号公報には、Nbを添加した極低炭素冷延鋼板において、焼鈍後の冷却速度を制御することによって粒界中の炭素濃度を高めて、高BHと常温遅時効性との両立が可能であることが示されている。しかしながら、これによっても高BHと常温遅時効性とのバランスは十分とは言えない。

【0007】さらに、従来のBH鋼板では、BHの熱処理条件が $170^{\circ}\text{C}-20$ 分であれば所定のBH量を得ることができるが、この条件が、 $160^{\circ}\text{C}-10$ 分や $150^{\circ}\text{C}-10$ 分ではBHが低下してしまうという問題がある。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】上述のとおり、従来のBH鋼板は、安定的な製造が困難であったり、BH量を増加させると同時に常温遅時効性が失われるという欠点を有していた。また、塗装焼付の温度が現状の 170°C に対して 160°C ないし 150°C のような低温になると、十分なBH量が得られないという問題がある。

【0009】本発明は、高BH性と常温遅時効性とを兼ね備え、また、BHの温度が低温となっても十分なBH量を有する鋼板及びその製造方法を提供するものである。

【0010】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、上記の目標を達成するために、鋭意、研究を遂行し、以下に述べるような従来にはない知見を得た。すなわち、固溶Nの残存する鋼にCr、Mo、V等を添加することにより高BHで常温遅時効性を有し、かつ、塗装焼付条件が低温短時間となっても高BH性を確保することが可能であることを見いだしたものである。

【0011】本発明は、このような思想と新知見に基づいて構築された従来にはない全く新しい鋼板及びその製造方法であり、その要旨とするところは以下のとおりである。

(1)質量%で、 $\text{C}=0.0001\sim 0.20\%$ 、 $\text{Si}=2.0\%$ 以下、 $\text{Mn}=3.0\%$ 以下、 $\text{P}=0.15\%$

以下、 $S=0.015\%$ 以下を含有し、 $Al=0.10\%$ 以下、 $N=0.001\sim0.10\%$ 、及び、 $0.52Al/N<5$ を満たすように Al と N を含有し、かつ、 Cr 、 Mo 、 V のうち1種または2種以上を、それぞれ、 $Cr=2.5\%$ 以下、 $Mo=1.0\%$ 以下、 $V=0.1\%$ 以下、及び、 $(Cr+3.5Mo+39V)\geq 0.1$ を満たすように含有し、残部 Fe 及び不可避免的不純物からなり、2%引張変形後 $170^{\circ}C$ にて20分間の熱処理を施すことによって評価される $BH170$ が $45MPa$ 以上で、かつ、2%引張変形後 $160^{\circ}C$ にて10分間の熱処理を施すことによって評価される $BH160$ 及び2%引張変形後 $150^{\circ}C$ にて10分間の熱処理を施すことによって評価される $BH150$ がいずれも $35MPa$ 以上で、さらに、 $100^{\circ}C$ にて1時間の熱処理を施した後の引張試験における降伏点伸びが 0.6% 以下であることを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板。

(2) 質量%で、 $C=0.0001\sim0.20\%$ 、 $Si=2.0\%$ 以下、 $Mn=3.0\%$ 以下、 $P=0.15\%$ 以下、 $S=0.015\%$ 以下を含有し、 $Al=0.20\%$ 以下、 $N=0.001\sim0.10\%$ 、及び、 $0.52Al/N<10$ を満たすように Al と N 含有し、かつ、 Cr 、 Mo 、 V のうち1種または2種以上を、それぞれ、 $Cr=2.5\%$ 以下、 $Mo=1.0\%$ 以下、 $V=0.1\%$ 以下、及び、 $(Cr+3.5Mo+39V)\geq 0.1$ を満たすように含有し、残部 Fe 及び不可避免的不純物からなり、2%引張変形後 $170^{\circ}C$ にて20分間の熱処理を施すことによって評価される $BH170$ が $45MPa$ 以上で、かつ、2%引張変形後 $160^{\circ}C$ にて10分間の熱処理を施すことによって評価される $BH160$ 及び2%引張変形後 $150^{\circ}C$ にて10分間の熱処理を施すことによって評価される $BH150$ がいずれも $35MPa$ 以上で、さらに、 $100^{\circ}C$ にて1時間の熱処理を施した後の引張試験における降伏点伸びが 0.6% 以下であることを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた熱延鋼板。

(3) 質量%で、固溶 N を $0.0005\sim0.004\%$ 含有することを特徴とする前記(1)または(2)記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

(4) 質量%で、 Ca を $0.0005\sim0.01\%$ 含有することを特徴とする前記(1)～(3)のいずれか1項に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

(5) 質量%で、 B を $0.0001\sim0.001\%$ 含有することを特徴とする前記(1)～(4)のいずれか1項に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

(6) 質量%で、 Nb を $0.001\sim0.03\%$ 含有することを特徴とする前記(1)～(5)のいずれか1項

に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

(7) 質量%で、 $Ti=0.0001\sim0.10\%$ 、及び、 $N-0.29Ti>0.0005$ を満たすように Ti を含有することを特徴とする前記(1)～(6)のいずれか1項に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

(8) 質量%で、 Sn 、 Cu 、 Ni 、 Co 、 Zn 、 W 、 Zr 及び Mg の1種又は2種以上を、合計で $0.001\sim1.0\%$ 含有することを特徴とする前記(1)～

(7)のいずれか1項に記載の塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板又は熱延鋼板。

(9) 前記(1)又は前記(3)～(8)のいずれか1項に記載の冷延鋼板に溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき又は電気亜鉛めっきを施したことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた亜鉛めっき冷延鋼板。

(10) 前記(2)又は前記(3)～(8)の何れか1項に記載の熱延鋼板に溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき又は電気亜鉛めっきを施したことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた亜鉛めっき熱延鋼板。

(11) 前記(1)又は前記(3)～(8)のいずれか1項に記載の化学成分を有するスラブを、 $(Ar_3$ 点 $-100^{\circ}C$ 以上の温度で熱間圧延した後、 95% 以下の圧下率で冷間圧延をし、その後、最高到達温度 $600^{\circ}C$ 以上 $1100^{\circ}C$ 以下の温度範囲となるように焼鈍し、次いで、焼鈍温度から $400^{\circ}C$ 以下の温度まで平均冷却速度 $10^{\circ}C/s$ 以上で冷却することを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板の製造方法。

(12) 前記(1)又は前記(3)～(8)のいずれか1項に記載の化学成分を有するスラブを、 $(Ar_3$ 点 $-100^{\circ}C$ 以上の温度で熱間圧延した後、 95% 以下の圧下率で冷間圧延をし、その後、最高到達温度 $600^{\circ}C$ 以上 $1100^{\circ}C$ 以下の温度範囲となるように焼鈍し、次いで、焼鈍温度から $400^{\circ}C$ 以下の温度まで平均冷却速度 $10^{\circ}C/s$ 以上で冷却し、さらに、 $150\sim400^{\circ}C$ の範囲で 120 秒間以上の過時効処理を行うことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた冷延鋼板の製造方法。

(13) 前記(1)又は前記(3)～(8)のいずれか1項に記載の化学成分を有するスラブを、 $(Ar_3$ 点 $-100^{\circ}C$ 以上の温度で熱間圧延した後、 95% 以下の圧下率で冷間圧延をし、その後、連続溶融亜鉛めっきラインにて最高到達温度 $600^{\circ}C$ 以上 $1100^{\circ}C$ 以下の温度範囲となるように焼鈍し、次いで、焼鈍温度から亜鉛めっき浴温度まで平均冷却速度 $10^{\circ}C/s$ 以上で冷却し溶融亜鉛めっきを施すことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた溶融亜鉛めっき冷延鋼板の製造方法。

(14) 前記(13)記載の溶融亜鉛めっき冷延鋼板の製造方法において、溶融亜鉛めっきを施した後、460～650℃までの温度範囲で3秒以上の熱処理を行うことを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた合金化溶融亜鉛めっき冷延鋼板の製造方法。

(15) 前記(2)又は前記(3)～(8)のいずれか1項に記載の化学成分を有するスラブを、(Ar₃点-100)℃以上の温度で熱間圧延し、熱間圧延終了温度から600℃以下の温度までを平均冷却速度10℃/s以上で冷却し、次いで、550℃以下の温度で巻き取ることを特徴とする塗装焼付硬化性能と耐常温時効性に優れた熱延鋼板の製造方法。

【0012】

【発明の実施の形態】ここに、本発明において鋼組成及び製造条件を上述のように限定する理由についてさらに説明する。Cは、安価に強度を増加させる元素であるので、その添加量は狙いとする強度レベルに応じて変化するが、Cを0.0001%未満とするのは製鋼技術上困難で、コストアップとなるばかりか、溶接部の疲労特性が劣化するので、C添加量は、0.0001%を下限とする。一方、C量が0.20%を超えると成形性の劣化を招いたり、溶接性を損なうだけでなく、本発明で重要な高BH性と常温遅時効性を両立することが困難となるので、C添加量は、0.20%を上限とする。深絞り成形性を必要とする部材に本発明を適用する場合には、C量を0.0001～0.0020%、又は、0.012～0.024%の範囲とすることが好ましい。

【0013】固溶C量は0.0020%以下とすることが好ましい。本発明においては、主としてNによって高BH性と常温遅時効性を確保するので、固溶C量が多すぎると、常温遅時効性を確保することが困難となる。固溶Cは0.0010%未満とすることがより好ましい。固溶C量の調整は、全C量を上述の上限以下としてもよいし、巻取温度や過時効処理条件によって所定のレベルまで低減してもよい。

【0014】Siは、固溶体強化元素として強度を増加させる働きがある他、マルテンサイトやベイナイト、さらには残留 γ 等を含む組織を得るためにも有効である。Si添加量は、狙いとする強度レベルに応じて変化するが、2.0%超となるとプレス成形性が劣悪となったり、化成処理性の低下を招いたりするので、Si添加量は、2.0%を上限とする。合金化溶融亜鉛めっきを施す場合には、めっき密着性の低下、合金化反応の遅延による生産性の低下などの問題が生ずるので、0.8%以下とする。下限は特に設けないが、0.001%以下とすると製造コストが高くなるので、0.001%が実質的な下限である。また、Al量の制御の観点でAl脱酸を行うことが困難な場合には、Siで脱酸することもあり得、この場合には0.04%以上のSiが含有されることになる。

【0015】Mnは、固溶体強化元素として有用である他、MnSを形成し熱延時のSによる耳割れを抑制したり、熱延板組織を微細にしたり、マルテンサイトやベイナイト、さらには残留 γ 等を含む組織を得るためにも有効である。さらに、Mnは固溶Nに起因する常温時効を抑制する効果を有するので、0.3%以上を添加することが好ましい。ただし、深絞り性を必要とする場合には、0.15%以下、さらには0.10%未満とすることが好ましい。一方、添加量が3.0%を超えると強度が高くなりすぎて延性が低下したり、亜鉛めっきの密着性が阻害されたりするので、Mn添加量は、3.0%を上限とする。

【0016】Pは、Siと同様に安価に強度を上昇する元素として知られており強度を増加する必要がある場合には、さらに積極的に添加する。また、Pは、熱延組織を微細にし、加工性を向上する効果も有する。ただし、添加量が0.15%を超えると、スポット溶接後の疲労強度が劣悪となったり、降伏強度が増加し過ぎてプレス時に面形状不良を引き起こす。さらに、連続溶融亜鉛めっき時に合金化反応が極めて遅くなり、生産性が低下する。また、2次加工性も劣化する。したがって、P添加量の上限を0.15%とする。

【0017】Sは、0.015%超では、熱間割れの原因となったり、加工性を劣化させるのでS添加量は、0.015%を上限とする。Alは、脱酸調整剤として使用してもよい。ただし、Alは、Nと結合しAlNを形成し、BH性を低下せしめるので、その添加は、製造技術上無理のない範囲で必要最小限にとどめることが望ましい。この観点から、冷延鋼板の場合には、上限を0.10%とする。Al量が0.10%を超えると、固溶Nを確保するために全N量を多量に添加しなければならず、製造コストや成形性の点で不利である。0.02%がより好ましい上限であり、0.007%がさらに好ましい上限である。一方、熱延鋼板の場合には、AlがNに対して原子比で1以上であっても、熱延後急冷すれば固溶Nを確保することが可能であるので、Alの上限は0.20%でよい。Alが0.05以下、さらには0.02%以下となれば、製造がより一層容易となる。

【0018】Nは、本発明において重要な元素である。すなわち、本発明においては、主として、Nによって高BH性を達成する。したがって、0.001%以上の添加が必須である。一方で、Nが多すぎると常温遅時効性が確保し難くなったり、加工性が劣化したりするので、0.10%を上限とする。好ましくは、0.002～0.020%、より好ましくは、0.002～0.008%である。さらに、NはAlと結合してAlNを形成し易いので、BHに寄与するNを確保するために、0.52Al/Nを一定値以下とする必要がある。冷延鋼板では、焼鈍時の昇温中や加熱保持中にAlNが析出し易いので、0.52Al/N<5を満たさなければならな

い。好ましくは $0.52\text{Al}/\text{N} < 4$ 、より好ましくは、 $0.52\text{Al}/\text{N} < 3$ である。

【0019】ただし、焼鈍を、急速加熱でかつ短時間保持とすれば、 $0.52\text{Al}/\text{N}$ は熱延鋼板の限定と同じでも構わない。一方、熱延鋼板においては、以下のように限定する。 $0.52\text{Al}/\text{N}$ が10以上となると、熱延後の冷却過程や巻取中に、容易にAlNが析出するので、 $0.52\text{Al}/\text{N}$ は、10未満を上限とする。 $0.52\text{Al}/\text{N}$ が10未満であれば、熱延後の冷却速度や巻取温度に配慮して、AlNの過度の析出を避けることができるので、高BH性を得ることができる。 $0.52\text{Al}/\text{N}$ のより好ましい上限は5である。

【0020】Cr、Mo、Vは本発明において重要な元素である。これらの元素の中から1種又は2種類以上を添加することが必須である。これらの元素の添加によって、初めて、高BH性と耐常温時効性とを両立させることが可能となる。Nは、Cよりも拡散速度が大きいいため、所定量以上のNが存在すると、耐常温時効性を確保することが困難であることが知られている。このため、自動車の外板パネル等、外観が重視される部材には、Nを活用したBH鋼板は適用されていない。

【0021】しかしながら、Cr、Mo、Vを積極的に添加することで、常温遅時効性を、BH性を損なうことなく得ることが可能であることを新たに見いだした。これらの元素によって耐常温時効性が向上する機構は必ずしも明らかではないが、以下のように推察される。常温付近では、これらの元素とNとがベアやクラスターを形成し、Nの拡散を抑えるので耐常温時効性が確保される。これに対し、 $150 \sim 170^\circ\text{C}$ での塗装焼付処理においては、Nが、これらのベアやクラスターから脱出し、転位を固着するので、高BH性が発現する。

【0022】Cr、Mo、Vの添加量の上限は、加工性の確保とコストの点から決定され、それぞれ、2.5%、1.0%、0.1%である。Vは、添加量が多すぎると窒化物を形成し、固溶Nの確保が困難となるので、0.04%以下とするのが好ましい。耐常温時効性を確保するためには、Cr、Mo、Vを、 $(\text{Cr} + 3.5\text{Mo} + 39\text{V}) \geq 0.1$ を満たすように添加しなければならない。 $(\text{Cr} + 3.5\text{Mo} + 39\text{V}) \geq 0.4$ がより好ましい範囲である。また、耐常温時効性を確保するためには、Cr、Mo、Vを単独で添加するよりも、2種類以上を組み合わせることで添加することが、より一層効果的である。

【0023】固溶Nは、合計で0.0005～0.004%とする。ここで、固溶Nとは、単独でFe中に存在するNだけでなく、Cr、Mo、V、Mn、Si、Pなどの置換型固溶元素とベアやクラスターを形成するNも含む。固溶N量は、水素気流中加熱抽出法によって求めるのがよい。この方法は試料を $200 \sim 500^\circ\text{C}$ 程度の温度域に加熱し、固溶Nと水素とを反応させてアンモニ

アとし、アンモニアを質量分析し、その分析値を換算して固溶N量を求めるものである。

【0024】さらに、固溶N量は、全N量から、AlN、NbN、VN、TiN、BNなどの化合物として存在するN量（抽出残渣の化学分析から定量）を差し引いた値から求めることもできる。また、内部摩擦法やFIM (Field Ion Microscopy) によって求めてもよい。固溶Nが0.0005%未満では、十分なBH性を得ることができない。また、固溶Nが0.004%を超えると、BH性は向上しても、常温遅時効性を得ることが困難となる。固溶N量は、より好ましくは、0.0012～0.003%である。

【0025】Caは、脱酸元素として有用であるほか、硫化物の形態制御にも効果を奏する元素であるので、0.0005～0.01%の範囲で添加してもよい。0.0005%未満では、添加効果が十分でなく、0.01%を超えて添加すると、加工性が劣化するので、Caの添加量は、0.0005～0.01%の範囲とする。Bは、2次加工脆化の防止に有効な元素であるので、必要に応じて、0.0001～0.001%の範囲で添加する。添加量が0.0001%未満では添加効果がほとんどなく、0.001%を超えて添加しても、添加効果が飽和するだけでなく、BNが形成され易くなり、固溶Nを確保することが困難となる。0.0001～0.0004%が、より望ましい範囲である。

【0026】Nbは、加工性の向上や高強度化、さらには組織の微細化と均一化に有効な元素であるので、必要に応じて、0.001～0.03%の範囲で添加する。しかし、その添加量が0.001%未満では、添加効果が発現せず、一方、0.03%を超えて添加すると、NbNを形成し易くなり、固溶Nの確保が困難となる。0.001～0.012%が、より好ましい範囲である。

【0027】Tiも、Nbと同様の効果を有する元素であるので、必要に応じて、0.0001～0.10%の範囲で添加する。しかし、その添加量が0.0001%未満では、添加効果が発現せず、一方、0.10%を超えて添加すると、多量のNがTiNとして析出又は晶出して、固溶Nの確保が困難となる。0.001～0.020%が好ましく、0.001～0.012%がより好ましい範囲である。さらに、Tiは、固溶Nを確保するために、 $\text{N} - 0.29\text{Ti} > 0.0005$ を満たす範囲内で添加しなければならない。より好ましくは、 $\text{N} - 0.29\text{Ti} > 0.0010$ である。

【0028】これらを主成分とする鋼に、Sn、Cu、Ni、Co、Zn、W、Zr及びMgの1種又は2種以上を、合計で0.001～1.0%の範囲で含有しても構わない。しかしながら、ZrはZrNを形成するので、Zrの添加量は0.01%以下とすることが好ましい。次に、製造条件の限定理由について述べる。

【0029】熱間圧延に供するスラブは、特に、製造条件で限定されるものではない。すなわち、連続鋳造スラブや薄スラブキャスターなどで製造したものであればよい。また、鋳造後に、直ちに熱間圧延を行う連続鋳造—直接圧延(CC-DR)のようなプロセスで製造したスラブも本発明に適合する。熱延鋼板を最終製品とする場合には、以下のように、製造条件を限定する必要がある。すなわち、熱延の仕上げ温度は、 $(Ar_3 - 100)^\circ\text{C}$ 以上とする。 $(Ar_3 - 100)^\circ\text{C}$ 未満では、加工性を確保するのが困難であったり、板厚精度の問題を生じたりする。 Ar_3 点以上がより好ましい範囲である。熱延の仕上げ温度の上限は特に定めないが、結晶粒の粗大化を防止したり、熱延ロールを保護する観点から、 1100°C 以下とすることが好ましい。

【0030】なお、熱延の加熱温度は特に限定するものではないが、固溶Nを確保するためにA1Nを溶解させる必要がある場合には、 1200°C 以上とすることが望ましい。熱延後は、熱間圧延終了温度から少なくとも 600°C までは、平均冷却速度が $10^\circ\text{C}/\text{s}$ となるように冷却する必要がある。これは、A1Nの析出を抑制するためである。

【0031】また、NがA1に対して過剰に添加されている場合、すなわち、 $0.52\text{Al}/\text{N} < 1$ の場合にも、この冷却速度は、 $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが、高BH性と耐常温時効性とを確保するために重要であることを見いだした。冷却速度が $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上であれば、BH性と耐常温時効性に対して、より一層好ましい。冷却速度の上限は特に定めないが、生産性の観点から、 $200^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

【0032】巻取温度は、A1Nの析出を抑制するために、 550°C 以下とする。好ましくは、 450°C 以下である。本発明によって得られる熱延鋼板の組織は、フェライト又はベイナイトを主相とするが、両相が混在していても構わないし、これらに、マルテンサイト、オーステナイト、炭化物、窒化物が存在していてもよい。すなわち、要求特性に応じて組織を作り分ければよい。

【0033】熱延後は、必要に応じて酸洗し、その後、インライン又はオフラインで圧下率10%以下のスキンプス、又は、圧下率40%程度までの冷間圧延を施しても構わない。次に、冷延板を最終製品とする場合の製造条件について述べる。熱延の仕上げ温度は、製品板の加工性を確保するという観点から、 $(Ar_3 - 100)^\circ\text{C}$ 以上とする必要がある。熱延の仕上げ温度の上限は特に定めないが、結晶粒の粗大化を防止したり、熱延ロールを保護する観点から、 1100°C 以下とすることが好ましい。

【0034】冷間圧延の圧下率は95%以下とする。圧下率を95%超とするのは、設備への負荷が過大となるだけでなく、製品の機械的性質の異方性が大きくなるので、好ましくない。好ましくは、86%以下である。冷

間圧延の圧下率の下限は特に定めないが、優れた深絞り性が要求される場合には、60%以上とすることが好ましい。

【0035】焼鈍は、最高到達温度が $600^\circ\text{C} \sim 1100^\circ\text{C}$ の焼鈍とする。焼鈍温度が 600°C 未満では、再結晶が完了せず、加工性が劣悪となる。一方、焼鈍温度が 1100°C 超では、組織が粗大化したり、加工性の低下を招く。 $650 \sim 900^\circ\text{C}$ がより好ましい範囲である。焼鈍後の冷却は、本発明において重要である。すなわち、焼鈍終了後から 400°C 以下までの平均冷却速度を $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とすることで、高BH性と常温遅時効性とを兼備した鋼板を製造することが、初めて可能となる。 $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上、さらには $50^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが、より一層好ましい。焼鈍終了後の平均冷却速度の上限は特に定めないが、生産性の観点からは、 $200^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。

【0036】冷却後の過時効処理は、組織制御や固溶C量の低減などの目的に応じて、適宜行えばよいが、高BH性と常温遅時効性とを両立させるためには、過時効温度を 400°C 以下、好ましくは、 350°C 以下とするのがよく、 300°C 以下であれば、なお良好である。過時効処理を行う場合には、60秒以上行うことが好ましく、生産性の観点からは、600秒以内とすることが好ましい。

【0037】一方、溶融亜鉛めっきを施す場合には、焼鈍温度から亜鉛めっき浴温度までの平均冷却速度を $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とする。この場合にも、高BH性と常温遅時効性とを、さらに向上させるためには、上記平均冷却速度を、 $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上、さらには $50^\circ\text{C}/\text{s}$ 以上とすることが好ましい。亜鉛めっき浴までの平均冷却速度の上限は特に定めないが、生産性の観点から、 $200^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下とすることが好ましい。その後、Zn-Fe合金化処理を必要とする場合には、 $460^\circ\text{C} \sim 650^\circ\text{C}$ の範囲で3秒以上再加熱する。好ましくは、 $470^\circ\text{C} \sim 550^\circ\text{C}$ の範囲で15秒以上再加熱する。合金化熱処理時間の上限は特に定めないが、生産性の観点から、1分以下とすることが好ましい。

【0038】調質圧延は、常温遅時効性のさらなる向上、また、形状矯正のために圧下率2%以下の範囲で行うのがよい。3%を超えると降伏強度が高くなったり、設備の負荷が大きくなるので、3%を上限とする。本発明によって得られる冷延鋼板の組織は、フェライト又はベイナイトを主相とするが、両相が混在していても構わないし、これらに、マルテンサイト、オーステナイト、炭化物、窒化物が存在していてもよい。すなわち、要求特性に応じて組織を作り分ければよい。

【0039】本発明によって得られる鋼板は、BH170が 45MPa 以上、BH160及びBH150が、いずれも 35MPa 以上である。BH170が 60MPa 以上、BH160及びBH150が 50MPa 以上が、

より好ましい範囲である。BHの上限は特に限定しないが、BH170が140MPaを超え、また、BH160及びBH150が130MPaを超えると、耐常温時効性を確保することが困難となる。

【0040】なお、BH170とは、2%引張変形後170℃にて20分間の熱処理を施すことによって評価されるBH、BH160は2%引張変形後160℃にて10分間の熱処理を施すことによって評価されるBH、さらに、BH150は2%引張変形後150℃にて10分間の熱処理を施すことによって評価されるBHを表す。

【0041】耐常温時効性は、人工時効後の降伏点伸びによって評価される。本発明によって得られる鋼板は、100℃にて1時間熱処理後の引張試験における降伏点伸びが0.6%以下である。好ましくは、0.4%以下、さらに好ましくは、0.3%以下である。また、40℃にて70日間の熱処理後の降伏点伸びは、0.5%

以下、好ましくは、0.3%以下、さらに好ましくは、0.2%以下であることが望ましい。

【0042】次に、本発明を実施例にて説明する。

【0043】

【実施例】<実施例1>表1に示す組成を有する鋼を溶製し、表2に示す条件で熱間圧延を施した。このとき、加熱温度は全て1250℃とした。調質圧延率は1.0%とし、JIS5号引張試験片を採取して、BH及び人工時効後の降伏点伸びの測定を行った。得られた組織及び機械的性質を表2に示す。これより明らかとなり、本発明の化学成分を有する鋼を適正な条件で熱間圧延した場合には、高BH性と耐常温時効性とを両立させることができた。

【0044】

【表1】

表1
鋼種

	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	V	Ca	0	Ti	Nb	B	N	その他
A	0.009	0.11	0.08	0.012	0.007	0.003	0.93	-	-	0.002	0.004	-	-	-	0.0018	-
B	0.0011	0.01	0.15	0.007	0.005	0.035	0.56	0.05	0.01	-	<0.001	-	-	-	0.0052	-
C	0.0013	0.07	0.95	0.010	0.004	0.012	-	0.12	0.02	-	0.003	0.011	0.007	-	0.0102	-
D	0.0010	0.02	1.15	0.038	0.002	0.010	0.45	-	-	-	0.002	-	-	0.003	0.0051	Sn=0.03, Cu=0.1, Ni=0.05
E	0.0014	0.54	1.56	0.072	0.008	0.002	0.33	-	0.01	-	0.002	-	-	-	0.0015	-
F	0.0012	0.02	0.12	0.006	0.009	0.044	-	-	-	-	0.001	0.053	0.005	0.004	0.0022	-
G	0.0034	0.01	0.10	0.009	0.006	0.039	-	-	0.02	-	0.002	0.007	0.005	-	0.0018	-
H	0.0012	0.08	0.25	0.035	0.071	0.002	0.66	-	-	-	0.004	-	-	-	0.0015	-
I	0.0008	0.20	0.13	0.054	0.005	0.001	0.03	0.01	-	0.003	0.005	-	-	-	0.0023	-
J	0.0019	0.01	0.09	0.006	0.003	0.016	0.17	-	0.02	-	0.002	-	-	-	0.0040	-
K	0.018	0.02	0.11	0.037	0.004	0.015	-	-	-	-	<0.001	-	-	-	0.0045	Sn=0.05
L	0.045	0.12	0.25	0.008	0.006	0.004	1.04	0.05	-	-	0.002	-	-	-	0.0053	-
M	0.052	1.21	1.24	0.011	0.001	0.010	0.51	0.01	-	0.01	0.002	0.004	-	-	0.0074	-
N	0.095	1.17	1.54	0.003	0.002	0.015	0.66	0.09	0.01	0.003	0.003	-	0.020	-	0.0056	-
O	0.155	1.94	1.84	0.004	0.001	0.002	0.95	-	0.01	-	0.002	-	-	-	0.0024	-
P	0.153	1.99	1.52	0.003	0.001	0.003	0.93	-	-	0.002	0.002	-	-	-	0.0023	-

(注) 下線は本発明の範囲外の条件

(上表の続き)

鋼種	Cr+3.5Mo+3V	0.52Al/N	備考
A	0.93	0.82	熱延、冷延
B	1.16	3.50	熱延
C	1.20	0.67	熱延、冷延
D	0.45	0.55	熱延、冷延
E	0.77	0.69	熱延、冷延
F	-	10.40	熱延、冷延
G	0.78	11.27	熱延、冷延
H	0.06	0.69	熱延、冷延
I	0.07	0.23	熱延、冷延
J	0.95	2.08	熱延
K	-	1.73	熱延、冷延
L	1.25	0.39	熱延、冷延
M	0.90	0.70	熱延、冷延
N	1.37	0.81	熱延、冷延
O	1.24	0.43	熱延、冷延
P	0.03	0.68	熱延、冷延

(注) 下線は本発明の範囲外の条件

【0045】

【表2】

鋼種	仕上温度℃	平均冷却速度℃/s	巻取温度℃	組織	鋼溶N, %	YS, MPa	E, %	BH170, MPa	BH160, MPa	BH150, MPa	a1	a2	備考
A	919	30	550	2x35t単相	0.0012	288	51	78	72	72	0.06	0.04	本発明
B	925	35	550	2x35t単相	0.0011	291	45	82	75	73	0.07	0.79	本発明
C	930	35	450	2x35t単相	0.0018	305	47	103	100	95	0.11	0.05	本発明
D	923	7	450	2x35t単相	0.0003	314	46	19	13	9	0	0	本発明
E	934	30	730	2x35t単相	0.001	313	45	2	0	0	0	0	本発明
F	930	55	400	2x35t+95%N=2x27.5t	0.0068	376	42	119	112	110	0.19	0.23	本発明
G	902	35	500	4x21t+27.5t単相	0.0047	423	38	108	107	103	0.15	0.26	本発明
H	891	30	280	2x34t+82%N=2x27.5t	0.0014	455	31	86	84	84	0.11	0.04	本発明
I	888	7	450	2x35t単相	0.0012	449	37	92	85	81	1.86	1.83	本発明
J	932	40	500	2x35t単相	0.0000	295	53	5	2	1	0	0	本発明
K	922	40	730	2x35t単相	0.0000	292	52	58	42	23	0.65	0.55	本発明
L	930	20	500	2x35t単相	0.0011	286	44	65	57	55	0.68	0.81	本発明
M	938	50	400	2x35t単相	0.0018	357	44	90	80	78	2.14	2.04	本発明
N	931	30	500	2x35t+82%N	0.0005	290	53	61	55	55	0	0	本発明
O	929	30	500	2x35t+82%N	0.0011	298	52	64	53	49	0.77	0.78	本発明
P	906	40	550	2x35t+82%N	0.0034	341	44	107	103	105	0.37	0.32	本発明
Q	914	21注1)	150	2x35t+128%N=2x34t+13%N	0.0022	609	35	125	120	116	0.08	0.05	本発明
R	890	25注2)	420	2x35t+18%N=2x33t+10%N	0.0017	614	37	90	90	87	0.19	0.14	本発明
S	860	22注3)	430	2x35t+12%N=2x32t+1%N	0.0010	835	52	54	39	37	0.11	0.07	本発明
T	860	22注3)	430	2x35t+13%N=2x32t+1%N	0.0007	840	520	31	76	71	0.94	0.92	本発明

*1: 100℃で1hr焼鈍処理後の降伏点伸び(%)

*2: 40℃で70日同熱処理後の降伏点伸び(%)

注1) 仕上げ後、700℃までは8℃/s、次いで巻取までを6℃/s、さらに巻取までを40℃で冷却

注2) 仕上げ後、760℃までは60℃/s、次いで700℃までは6℃/s、さらに巻取までを50℃で冷却

注3) 仕上げ後、710℃までは60℃/s、次いで620℃までは7℃/s、さらに巻取までを50℃で冷却

(注) 下線は本発明の範囲外の条件

【0046】＜実施例2＞表1の鋼のうちA、C、D、E、F、I、N、O及びPの鋼を、スラブ加熱温度1250℃、仕上げ温度930℃、巻取り温度650℃で熱間圧延し、4.0mm厚の鋼帯とした。酸洗後、80%の圧下率の冷間圧延を施し、0.8mm厚の冷延板とし、次いで、連続焼鈍設備にて、加熱速度10℃/s、最高到達温度800℃とする焼鈍を行い、その後、表3中に示す種々の冷却速度で冷却し、また、過時効処理温度も変化させた。なお、過時効処理時間は、300秒(一定)とした。さらに、1.0%の圧下率の調質圧延をし、JIS5号引張試験片を採取し、BHと人工時効後の降伏点伸びの測定を行った。

【0047】結果を表3に示す。これより明らかとなり、本発明の化学成分を有する鋼を適正な条件で焼鈍した場合には、高BH性と耐常時効性とを両立させることができた。

【0048】

【表3】

表 3

鋼種	平均冷却速度、℃/s	過熱効温度、℃	組織	固溶 N, %	TS, MPa	YS, MPa	EL, %	BH170, MPa	BH160, MPa	BH150, MPa	≦1	≦2	備考
A	10	250	フェライト単相	0.0010	290	151	52	69	65	64	0.05	0.02	本発明
B	5	250	フェライト単相	0.0008	285	146	53	59	54	50	0.67	0.55	発明外
C	50	150	フェライト単相	0.0046	369	222	41	110	108	102	0.35	0.28	本発明
D	5	150	フェライト単相	0.0042	370	219	42	115	107	104	2.76	2.44	発明外
E	50	200	フェライト単相	0.0071	376	223	40	74	74	74	0.07	0.03	本発明
F	50	無L	フェライト単相	0.0067	454	265	35	63	60	50	0.61	0.06	本発明
G	50	無L	フェライト単相	0.0060	288	158	54	1	0	0	0.00	0.00	発明外
H	40	250	フェライト単相	0.0077	354	152	45	84	75	59	2.56	2.23	発明外
I	15 (注1)	350	フェライト+8割フェライト+9割フェライト	0.0015	820	425	38	84	82	81	0.12	0.07	本発明
O	27 (注2)	340	フェライト+12割フェライト+10割フェライト	0.0015	820	427	33	89	89	88	0.09	0.05	本発明
P	27 (注2)	340	フェライト+12割フェライト+10割フェライト	0.0007	822	457	32	77	72	67	1.06	1.22	発明外

*1: 100℃で1hr熱処理後の降伏点伸び (%)

*2: 40℃で70日間熱処理後の降伏点伸び (%)

注1) 680℃までは5℃/s、過熱効温度までは60℃/sで冷却

注2) 680℃までは4℃/s、過熱効温度までは80℃/sで冷却

(注) 下線は本発明の範囲外の条件

【0049】＜実施例3＞表1の鋼のうちA及びDの鋼を、スラブ加熱温度1250℃、仕上げ温度930℃、巻取り温度650℃で熱間圧延し、4.0mm厚の鋼帯とした。酸洗後、80%の圧下率の冷間圧延を施し0.8mm厚の冷延板とし、次いで、連続溶融亜鉛めっき設備にて、加熱速度10℃/s、最高到達温度800℃とする焼鈍を行い、その後、表4中に示す種々の冷却速度で冷却し、460℃の亜鉛浴に浸漬させた後、15℃/sにて500℃まで再加熱し、15秒間保持を行った。さらに、0.8%の圧下率の調質圧延をし、JIS5号引張試験片を採取し、AI、BHと人工時効後の降伏点伸びの測定を行った。

【0050】結果を表4に示す。これより明らかとなり、適正な条件で製造した場合には、高BH性と耐常温時効性とを両立させることができた。

【0051】

【表4】

表 4

鋼 種	平均冷却 速度、 ℃/s	組織	固溶 N, %	TS, MPa	YS, MPa	El, %	BH170, MPa	BH160, MPa	BH150, MPa	*1	*2	備考
A	50	フェライト単相	0.0010	300	151	52	70	70	67	0.06	0.02	本発明
A	15	フェライト単相	0.0009	296	146	53	65	63	61	0.12	0.05	本発明
A	5	フェライト単相	0.0008	295	222	41	59	57	53	1.54	1.37	発明外
D	50	フェライト単相	0.0014	378	240	40	80	81	80	0.13	0.08	本発明
D	15	フェライト単相	0.0014	372	233	40	79	76	75	0.14	0.08	本発明
D	5	フェライト単相	0.0010	369	230	41	68	65	61	0.88	0.84	発明外

*1: 100℃で1hr熱処理後の降伏点伸び(%)

*2: 40℃で70日間熱処理後の降伏点伸び(%)

(注) 下線は本発明の範囲外の条件

【0052】

【発明の効果】本発明により、高BH性と常温遅時効性とを兼ね備え、また、BHの温度が低温となっても、十

分なBH量を有する冷延鋼板、熱延鋼板及び亜鉛めっき鋼板を得ることができた。

フロントページの続き

(51)Int. Cl.⁷C 2 2 C 38/38
38/58

識別記号

F I

C 2 2 C 38/38
38/58

(参考)

(72)発明者 杉浦 夏子

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72)発明者 宮坂 明博

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

(72)発明者 杉山 昌章

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA04 EA05 EA06

EA09 EA10 EA11 EA13 EA14

EA15 EA16 EA17 EA18 EA19

EA20 EA23 EA25 EA27 EA28

EA31 EA32 EA33 EA34 EA35

EB02 EB03 EB06 EB08 EB09

EB11 FA03 FC04 FG00 FJ05

FJ06 FJ07 FK03 FL01 GA05

HA01 JA06